

航空航天装备

SO₂盐雾与冲击载荷交替作用下 AerMet100 钢损伤研究

肖瀚瑶, 张勇*, 王安东, 樊伟杰

(海军航空大学青岛校区, 山东 青岛 266041)

摘要: 目的 研究 AerMet100 超强钢 (A100 钢) 在舰面环境下的服役性能, 选用“SO₂ 盐雾改性盐雾试验方法”模拟海上舰面环境, 研究 SO₂ 盐雾与冲击载荷交替作用下对 A100 钢的损伤。方法 使用分离式霍普金森压杆 (SHPB) 装置对腐蚀不同时间的 A100 钢试件进行反复冲击试验, 得到 A100 钢应力应变曲线。比较不同腐蚀程度下 A100 钢试件的屈服强度与极限强度, 使用体式显微镜和扫描电镜观察微观形貌变化, 并通过电子背散射衍射 (EBSD) 对 A100 钢被腐蚀冲击交替作用后的微观结构进行观察, 分析晶粒晶界的变化情况。结果 冲击载荷作用下的 A100 钢在初期腐蚀速度较慢, 在腐蚀试验一定时间后, 屈服强度平均下降 390.2 MPa, 极限强度平均下降 265.9 MPa, 影响 A100 钢在装备中的服役寿命。结论 SO₂ 盐雾腐蚀试验造成 A100 钢的强度明显下降, 腐蚀对晶界的影响起主导作用, 无晶界的小坑可能会导致晶界的不连续性和局部弱化。在高应变率反复冲击作用下, 在一定范围内, 导致晶界区域的局部强化, 使 A100 钢在试验初期的抗腐蚀性能有所提升, 但随着冲击次数逐渐增加, 材料达到塑性变形极限, 腐蚀反应速度重新加快。

关键词: 冲击载荷; SO₂ 盐雾; 舰面环境; A100 钢; 霍普金森压杆; 屈服强度; 极限强度
中图分类号: TG172 **文献标志码:** A **文章编号:** 1672-9242(2025)02-0001-11
DOI: 10.7643/issn.1672-9242.2025.02.001

Damage of AerMet100 Steel under Alternating Action of SO₂ Salt Spray and Impact Load

XIAO Hanyao, ZHANG Yong*, WANG Andong, FAN Weijie

(Qingdao Campus of Naval Aviation University, Shandong Qingdao 266041, China)

ABSTRACT: In order to study the service performance of A100 steel in the ship surface environment, the work aims to select the “salt spray-SO₂ modified salt spray test method” to simulate the sea surface environment to explore the damage of A100 steel under the alternating action of SO₂ salt spray and impact load. A split Hopkinson pressure bar (SHPB) device was used to carry out repeated impact tests on A100 steel specimens corroded for different time, and the stress-strain curves of A100 steel were obtained. The yield strength and ultimate strength of A100 steel under different corrosion degrees were compared, and the

收稿日期: 2024-09-26; 修订日期: 2024-09-29

Received: 2024-09-26; Revised: 2024-09-29

基金项目: 山东省自然科学基金面上项目 (ZR2020ME130); 国家自然科学基金项目 (52101392)

Fund: Nature Science Foundation of Shandong Province (ZR2020ME130); The National Natural Science Foundation of China (52101392)

引文格式: 肖瀚瑶, 张勇, 王安东, 等. SO₂ 盐雾与冲击载荷交替作用下 AerMet100 钢损伤研究[J]. 装备环境工程, 2025, 22(2): 1-11.

XIAO Hanyao, ZHANG Yong, WANG Andong, et al. Damage of AerMet100 Steel under Alternating Action of SO₂ Salt Spray and Impact Load[J]. Equipment Environmental Engineering, 2025, 22(2): 1-11.

*通信作者 (Corresponding author)

changes of micro-morphology were observed by body microscope and scanning electron microscope. The microstructure of A100 steel after alternating corrosion and impact was observed by EBSD, and the change of grain boundary was analyzed. The initial corrosion rate of A100 steel under impact load was slow. After a certain period of corrosion test, the yield strength decreased obviously, and the ultimate strength decreased slightly, in which the yield strength decreased by 390.2 MPa and the ultimate strength decreased by 265.9 MPa, affecting the service life of A100 steel in the equipment. Salt spray-SO₂ corrosion test results in a significant decrease in the strength of A100 steel, and corrosion plays a leading role in the effect of grain boundary. Small pits without grain boundaries may lead to discontinuity and local weakening of grain boundaries. Under the repeated impact of high strain rate, the local strengthening of grain boundary region is caused in a certain range, and the corrosion resistance of A100 steel is improved at the initial stage of the test, but with the increase of impact times, the material reaches the plastic deformation limit and the corrosion reaction speed increases again.

KEY WORDS: impact load; SO₂ salt spray; ship surface environment; A100 steel; Hopkinson pressure bar; yield strength; ultimate strength

舰载机在舰面着陆过程中,起落架将承受巨大的冲击载荷^[1]。由于海洋环境下的复杂海况气候,使舰面长期处于高温、高湿和高盐的状态,舰面表面又存在由飞机发动机和舰船引擎排出的大量废气烟尘,含有 NO₂、SO₂ 等气体,其中 SO₂ 对飞机结构的腐蚀损伤危害最大^[2]。这些废气烟尘与海洋中的潮湿大气组合形成的弱酸性盐雾,使得飞机结构极易发生腐蚀破坏,对飞机的服役寿命造成影响^[3-4]。

目前,国内外学者对高强度钢力学性能在腐蚀与载荷耦合作用下的影响开展了许多研究。谭晓明等^[5]针对超高强度钢喷丸和未喷丸 2 种试验件,基于海上舰面环境开展了腐蚀与疲劳的交替试验,得到了疲劳寿命变化规律,并通过粗糙度、晶粒度和疲劳断口分析,揭示了喷丸对疲劳寿命增强的作用机制。郑捷等^[6]研究了应力和变形对钢 16 MnR 钢 CO₂ 腐蚀电化学行为的影响,利用电化学技术分别测量了 16MnR 钢在不同弯曲塑性变形状态下的 CO₂ 腐蚀电化学阻抗谱、线性极化电阻和自然腐蚀电位。结果表明,随着应变的增大,自然腐蚀电位负移,线性极化电阻逐渐减小,腐蚀速率增大。罗开玉等^[7]通过残余应力、腐蚀疲劳试验研究了不同激光冲击层数对 2Cr13 钢的腐蚀疲劳性能的影响。盛杰等^[8]对应力状态下的钢进行了含硫酸盐的加速腐蚀试验。结果表明,腐蚀后钢材的强度随腐蚀速率的增大而降低,加载会导致腐蚀速率增大,在加载比和腐蚀时间不变的情况下,腐蚀梁的载荷分别随腐蚀时间和加载比的增加而减小。张柱柱等^[9]研究了 38CrMoAl 渗氮钢材料在冲击载荷与海洋环境侵蚀共同作用下的损伤机理和耐腐蚀性能,对渗氮处理前后的 38CrMoAl 钢材料进行了冲击加载试验和腐蚀性能测试。陈跃良等^[10]对环境腐蚀和冲击载荷共同作用下 30CrMnSiNi2A 钢材料的动态力学响应进行了数值模拟分析,建立了钢材料在霍普金森杆试验中的模型,并将钢材料的腐蚀等效为分布在

材料表面的腐蚀坑,计算分析了腐蚀坑位置、三维尺寸及腐蚀坑分布对应变集中的影响,以及腐蚀试件的冲击动力学响应。Sun 等^[11]研究了高强韧钢 A100 钢在高应变率冲击载荷下的超低周疲劳行为,基于连续介质损伤力学,提出了一种改进的超临界疲劳损伤预测模型,以定量描述缺口根部局部冲击能量输入与疲劳损伤之间的关系。李松海等^[12]采用载荷控制与应力强度因子控制 2 种方法研究了超高强度钢 A100 钢在不同裂纹扩展速率区域受到应力比和腐蚀环境影响的疲劳裂纹扩展行为。结果表明,疲劳裂纹扩展速率与应力比相关,腐蚀环境会因疲劳裂纹扩展速率的变化而产生不同影响。Bautista 等^[13]研究了 SiO₂、TiO₂ 和 ZrO₂ 涂层上抗微磨损-腐蚀现象的行为,利用原子力显微镜 (AFM) 对磨损形貌进行了表征,观察到具有较高钛含量的涂层对微磨损-腐蚀现象具有良好的响应。

国内外学者对腐蚀与载荷的耦合作用进行了许多研究,在载荷方面,主要集中在准静态载荷^[14-15]、疲劳性能^[16-20]与摩擦载荷^[21-22]上;在腐蚀方面,以中性盐雾腐蚀为主。目前对冲击载荷的研究相对较少,而中性盐雾则无法与严酷的海上舰面环境拟合。海上舰面环境以弱酸性盐雾为主,受到发动机排出的废气影响,因此使用 SO₂ 盐雾替代中性盐雾能够更好地模拟 A100 钢的服役环境^[23],美军已将“SO₂ 盐雾”测试法大量应用于舰面海洋环境下的适应能力评估,并且经过数十年的开发应用,已日趋成熟。美国国防部《环境工程考虑和实验室试验》中的 ASTM.G85《改性盐雾试验方法》“SO₂ 盐雾”测试规程也被列入了美军的环境测试方法标准 MIL-STD-810 的 F 版和 G 版。它所提供的资料表明,在舰船上的腐蚀曝露测试与 ASTM.G85 “SO₂ 盐雾”测试的结果相符^[23-26]。新型高强度 A100 钢具有韧性好、抗应力-疲劳性能好、耐腐蚀性能好等特点,在海洋航空装备尤其是起落架结构

中得到广泛应用。此外, 了解 A100 钢在受到腐蚀破坏后对材料的抗冲击性能影响也有助于提高维护保养效率和成本效益, 以确保飞机的整体安全和良好性能, 对于提高飞机的寿命和延长使用时间十分重要。因此, 研究 A100 钢在 SO₂ 盐雾与冲击载荷交替作用下的腐蚀损伤行为对于我国舰载机发展有着重大意义。

1 试验

1.1 试件制作

试件材料为抚顺特殊钢股份有限公司生产的

A100 钢 (23Co14Ni12Cr3MoE), 将 A100 钢材料加工为如图 1a 所示的形状 (6 mm×6 mm 的正圆柱体)。试件的热处理方式如图 1b 所示, 淬火温度为(885±14) °C, 保温时间为 60 min, 淬火冷却的方式为油冷。冷处理的温度为(-73±8) °C, 冷处理时间为 60 min, 方式为空气回温。最后的回火温度为(482±3) °C, 回火保温时间为 6.0 h, 回火冷却介质为空气。其化学成分和力学性能见表 1 和表 2, 其主要成分为铁、钴、镍, 含有少量的铬、钼、锰等元素, 相较于普通金属具有更高的强度和韧性, 抗压极限强度高达 1 970 MPa, 在飞机起落架上得到广泛使用。

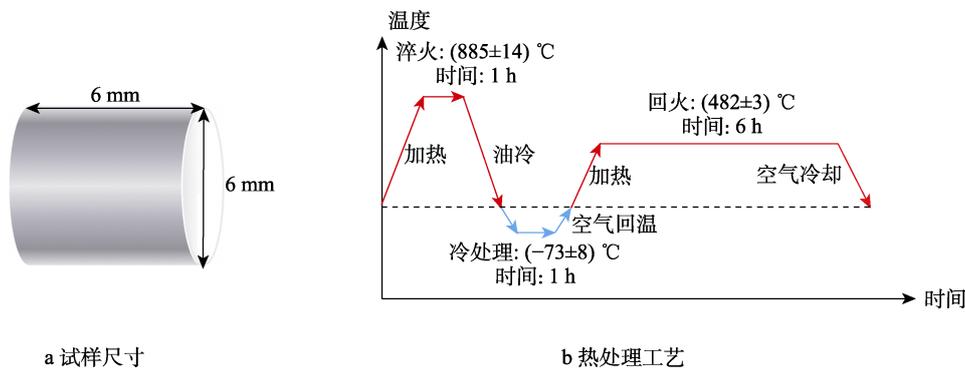


图 1 试样尺寸与热处理加工方法

Fig.1 Schematic diagram of specimen size and heat treatment processing method: a) Aermet100 specimen size; b) heat treatment processing

表 1 A100 钢化学成分 (质量分数, %)

C	Co	Ni	Cr	Mo	Mn	Si	Fe
0.229	13.46	11.23	3.01	1.22	0.02	0.03	Bal.

表 2 A100 钢力学性能

$\sigma_{0.2}$ /MPa	σ_b /MPa	δ_5 /%	Ψ /%	K_{IC} /(MPa·m ^{1/2})
1 755	1 970	13	65	120

1.2 SO₂ 盐雾试验

使用的设备为 KOHLER 公司的 HKT 3000 Clima SO₂ 盐雾试验箱。保持盐雾暴露区的温度为 (35±1) °C。确保饱和塔 (泡罩塔) 内的温度为 (47±1) °C, SO₂ 气体流量为 35 cm³/(min·m³), 喷雾的 NaCl 溶液质量分数为 5%。试验方案如图 2 所示, 持续喷雾 5 h 后接入 SO₂ 气体 1 h, 每天 4 次循环 (每 6 h 循环 1 次), 每周周期时间为 48 h。腐蚀试验组共 3 个平行试样, 分别在第 2、4、6、8、10、12 d 时取出试样进行观察。腐蚀+冲击试验组共 3 个平行试样, 在每次腐蚀周期结束后取出后进行冲击试验, 共计腐蚀 6 周期 12 d+冲击 6 次, 与未腐蚀的冲击组试件进行对比。

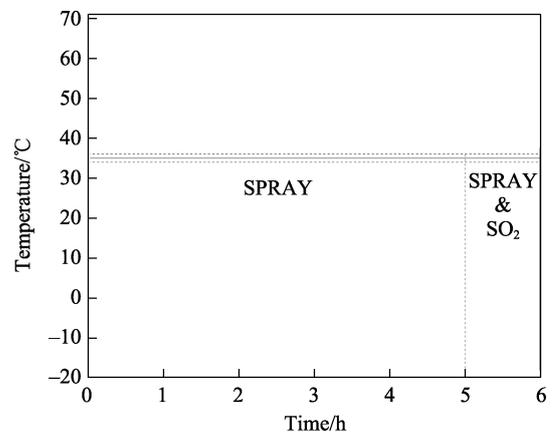


图 2 SO₂ 盐雾试验方案
Fig.2 SO₂ salt spray test scheme

1.3 高应变率加载试验

该试验在 ATL1500 霍普金森压杆测试系统上进行, 入射杆与透射杆长度为 1 600 mm, 直径为 25 mm, 空气炮的压力范围为 0~1.0 MPa, 波速为 5 000 m/s, 冲击应变率为 10³ s⁻¹, 采样频率为 0.1 MHz, 冲击试验组共 3 个平行试验, 累计进行 6 次冲击试验。

分离式霍普金森压杆装置其主要组成部分为测速仪、入射杆、透射杆、子弹、应变片应变仪等, 如图 3 所示。由一维应力波理论和应力均匀性假设可获

得试件应力、应变、应变率与应力波之间的关系:

$$\begin{cases} \sigma(t) = \frac{A_1}{2A_0} E (\varepsilon_i + \varepsilon_r + \varepsilon_t) = \frac{A_1}{A_0} E \varepsilon_t \\ \varepsilon_t = \frac{c}{l_0} \int_0^t (\varepsilon_i - \varepsilon_r - \varepsilon_t) dt = -\frac{2c}{l_0} \int_0^t \varepsilon_r dt \\ \dot{\varepsilon}(t) = \frac{c}{l_0} (\varepsilon_i - \varepsilon_r - \varepsilon_t) = -\frac{2c}{l_0} \varepsilon_r \end{cases} \quad (1)$$

式中: ε_i 、 ε_r 、 ε_t 分别为入射波、反射波和透射波信号; A_1 、 E 和 c 分别为压杆端面面积、弹性模量和应力波传播波速; t 为时间变量; A_0 和 l_0 分别为试件初始端面面积和长度。

2 结果与分析

2.1 微观形貌

使用体式显微镜对试件进行观察,其表面形貌如图4所示。二维平面高度图和三维高度图中紫色代表高度低于基准面区域,可视为腐蚀坑。随着腐蚀周期的增加,经过2 d的SO₂盐雾测试,金属表面出现腐

蚀坑,整体表面颜色从银色转变为深褐色,同时表面出现微小红棕色腐蚀产物,失去金属光泽。第4 d时,红棕色腐蚀产物扩大,形成小片锈斑。锈斑较稀疏,容易脱落为粉末状固体,腐蚀坑(三维图中以紫色标出)面积相比第2 d增多,表面产物开始堆积,由图4b2可知,锈层平均厚度约为100 μm。8 d后,锈层由红棕色向黄色转变,表面产物进一步堆积形成锈层,锈层厚度达到254 μm。由于部分腐蚀坑已被表面锈层堆积覆盖,图4c1、d1中紫色区域减少。12 d后,试件表面已被腐蚀产物彻底包裹,平均厚度约为294 μm,并被分成了内外2层,最外面是红褐色的锈斑,而内层则是比较致密的黑色腐蚀产物。其中,表面的红褐色锈蚀层推测为Fe₂O₃,黑色腐蚀产物为Fe₃O₄^[27],腐蚀产物在样品表面形成了清晰的片状、层状结构,表面腐蚀层颜色由红棕色转变为黄色。从不同周期腐蚀形貌来看,除了边缘的腐蚀区域外,随着腐蚀时间增加,腐蚀区域明显增大,并由红褐色向红棕色和黄色变化,腐蚀现象明显。由图4a2、b2、c2、d2可以观察到,随着腐蚀时间的延长,A100钢表面腐蚀产物层逐渐堆积,表面高度差逐渐增大。

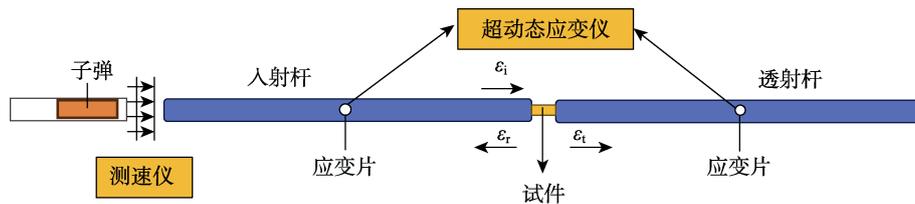


图3 霍普金森压杆组成器件
Fig.3 Components of Hopkinson pressure bar

对腐蚀不同周期后进行冲击载荷的试件进行观察,其表面形貌如图5所示。可以发现,相同腐蚀周期下,进行冲击载荷后的试件表面腐蚀损伤程度要小于只进行腐蚀试验的试件,腐蚀坑数量更少。腐蚀2 d冲击1次时,仍能观察到银亮色金属基体,表面的腐蚀产物堆积由于受到冲击影响。图5a2中表面起伏高度差明显小于腐蚀试件,表面只存在部分浮锈。腐蚀4 d冲击2次后,腐蚀坑数量明显增加,表面锈层厚度约为50 μm,锈层并未完全覆盖表面,能观察到少部分A100钢基体。腐蚀第8 d并进行4次冲击试验后,表面锈层厚度约为110 μm,相当于腐蚀4 d时的锈层厚度,表层才逐渐被锈层覆盖。这是由于A100钢受到冲击导致试件产生塑性变形,表面结构更加紧密,提升了试件抗腐蚀性能。腐蚀12 d+6次冲击后,此时表面已完全被锈层覆盖,厚度约为193 μm,腐蚀产物颜色由红棕色向黄棕色变化。

2.2 冲击试验结果

分别对未腐蚀的A100钢试件和腐蚀不同周期

的3组A100钢试件进行高应变速率下的冲击试验,获得材料的应力-应变曲线,如图6所示。冲击载荷作用与静载荷作用的应力应变曲线存在明显差异,高应变速率冲击载荷作用下,塑性变形集中于某一局部区域,反映了塑性变形的不均匀过程,这种不均匀限制了塑性变形的发展,导致了屈服强度、极限强度的提高^[28]。通过对比可以发现,在整体趋势上,未腐蚀和腐蚀后的A100钢材料随着冲击次数的增加,极限强度和屈服强度随着冲击次数的增多而逐渐减小。屈服强度与极限强度取3组试验的平均值,见表3与表4。在腐蚀4 d+2次冲击后,A100钢的极限强度明显下降。相较于未腐蚀的冲击试件,腐蚀与冲击交替作用试件的屈服强度平均下降390.2 MPa,极限强度平均下降265.9 MPa。说明腐蚀试验形成的蚀坑造成了局部应力集中,平均截面变小,承受的相对应力更大,造成试件的强度下降。前3次冲击试验中,A100钢的极限强度仍能达到标定使用要求(1970 MPa),在第4次冲击后,腐蚀试验组与腐蚀冲击试验组均达到A100钢的塑性变

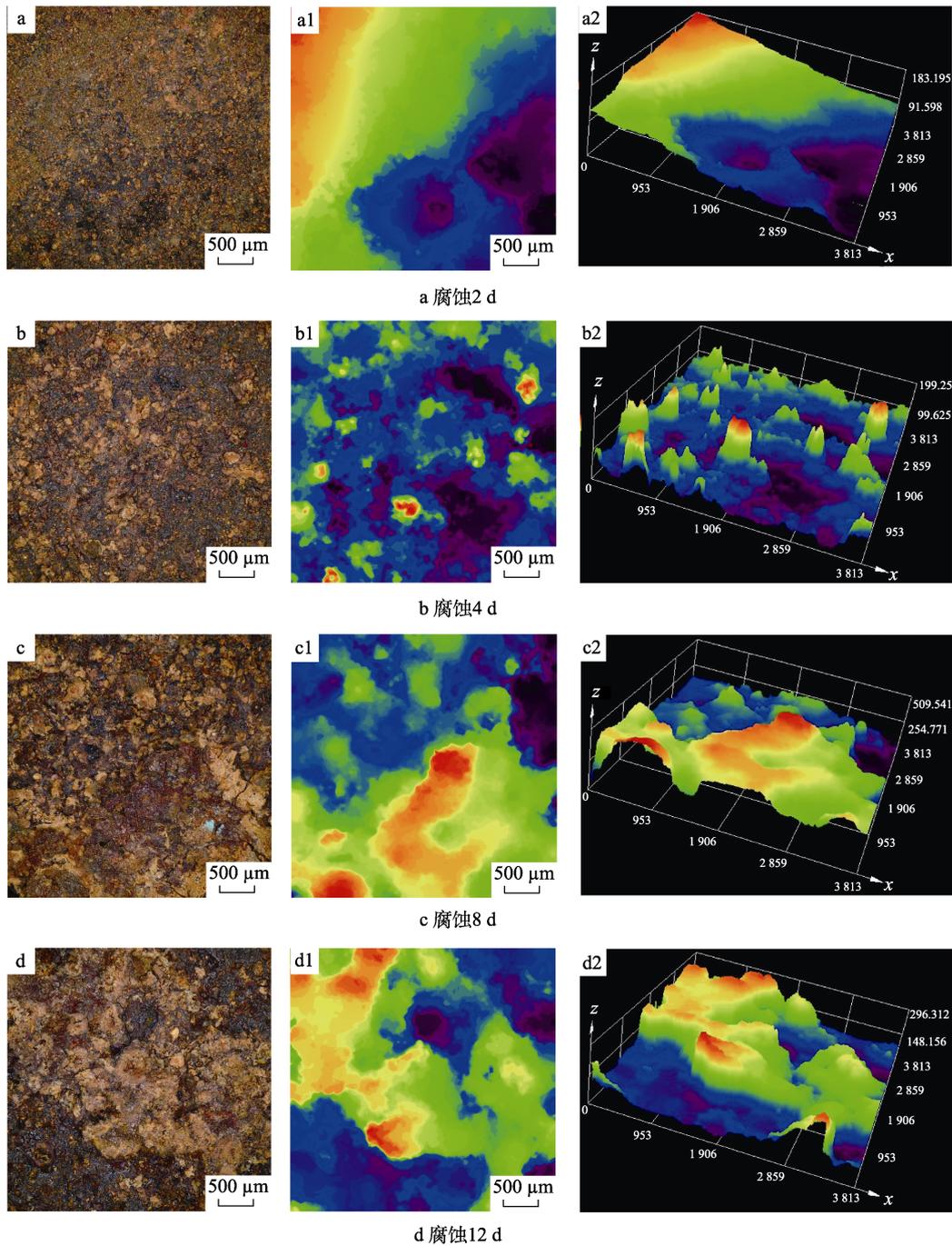


图 4 腐蚀不同时间的 A100 钢表面形貌、二维平面高度图和三维高度图

Fig.4 Surface topography, 2D plane height map and 3D height map of A100 steel under different corrosion cycles: a) corrosion for 2 d; b) corrosion for 4 d; c) corrosion for 8 d; d) corrosion for 12 d

形极限, 应变率大幅下降, 此时 A100 钢内部结构发生破坏。冲击试验组应变率平均为 0.075, 腐蚀冲击交替作用试验组应变率平均为 0.091, 腐蚀对金属表面的破坏所形成的腐蚀坑, 相较于试件整体尺寸虽然较小, 但在高应变率冲击试验下, 由于极限强度与屈服强度的下降, 导致试件压缩塑性形变加剧, 应变率增大。

使用 SEM 分别对未腐蚀的冲击试件与腐蚀+冲击交替作用试件进行观察, 如图 7 所示。未腐蚀试件

在经过多次高应变率冲击加载后, 表面存在细小裂纹, 但整体结构仍保持完整。腐蚀与冲击交替作用后试件在冲击 3 次后, 能观测到表面存在微小裂纹, 冲击 6 次后, 锈层裂纹清晰可见, 部分基体表面也存在裂纹扩展现象, 裂纹长宽均明显大于冲击试件组。结合图 6 与表 3、4 可知, 在相同冲击次数下, SO₂ 盐雾腐蚀造成的裂纹与腐蚀坑使得 A100 钢试件强度有所下降。结合早期腐蚀微观形貌, 由于冲击次数较少, 表面结构并未产生明显裂纹, 腐蚀反应速度较慢。但

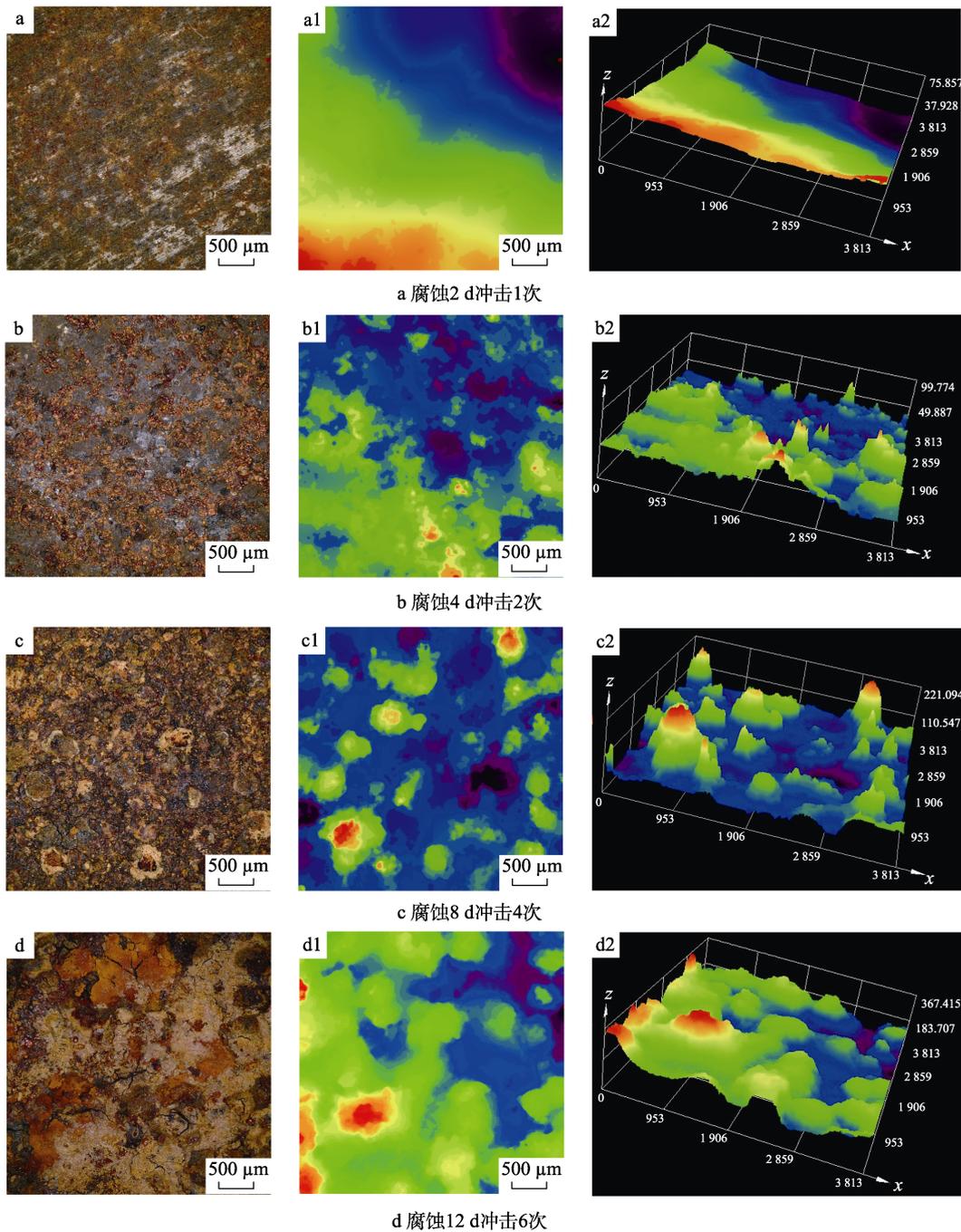


图 5 腐蚀和冲击载荷交替作用下 A100 钢表面形貌、二维平面高度图和三维高度图

Fig.5 Surface topography, 2D plane height map and 3D height map of A100 steel under alternating corrosion and impact loads: a) corrosion for 2 d under once impact; b) corrosion for 4 d under twice impact; c) corrosion for 8 d under four times of impact; d) corrosion for 12 d under six times of impact

随着冲击试验的进行，裂纹逐渐扩展，腐蚀反应速度重新加快。

2.3 微观结构分析

腐蚀和冲击是 A100 钢在实际服役过程中诱发损伤的最重要原因。因此，本节通过电子背散射衍射 (EBSD) 分析了 A100 钢在腐蚀 12 d、冲击 6 次以及腐蚀 12 d+冲击 6 次共同作用下的晶粒、晶界取向以及相分布，有助于深入了解 A100 钢在腐蚀环境下

的微观结构变化和性能损伤机制。A100 钢在腐蚀、冲击等不同条件影响下的晶粒取向分布如图 8 所示，其中不同颜色代表这些区域晶粒的取向不同，以此来观察奥氏体和马氏体的结构形态以及不同区域的取向分布情况。在初始的 A100 钢试样对照件中(图 8a、b、c)，可以看出，不同颜色取向的区域面积趋向于均匀，说明初始试样组织比较均匀，性能较好^[29]。在冲击载荷的作用下，观察图 8a~a3 可知，蓝色区域显著增多，晶粒取向向[111]方向移动；在腐蚀作用下，

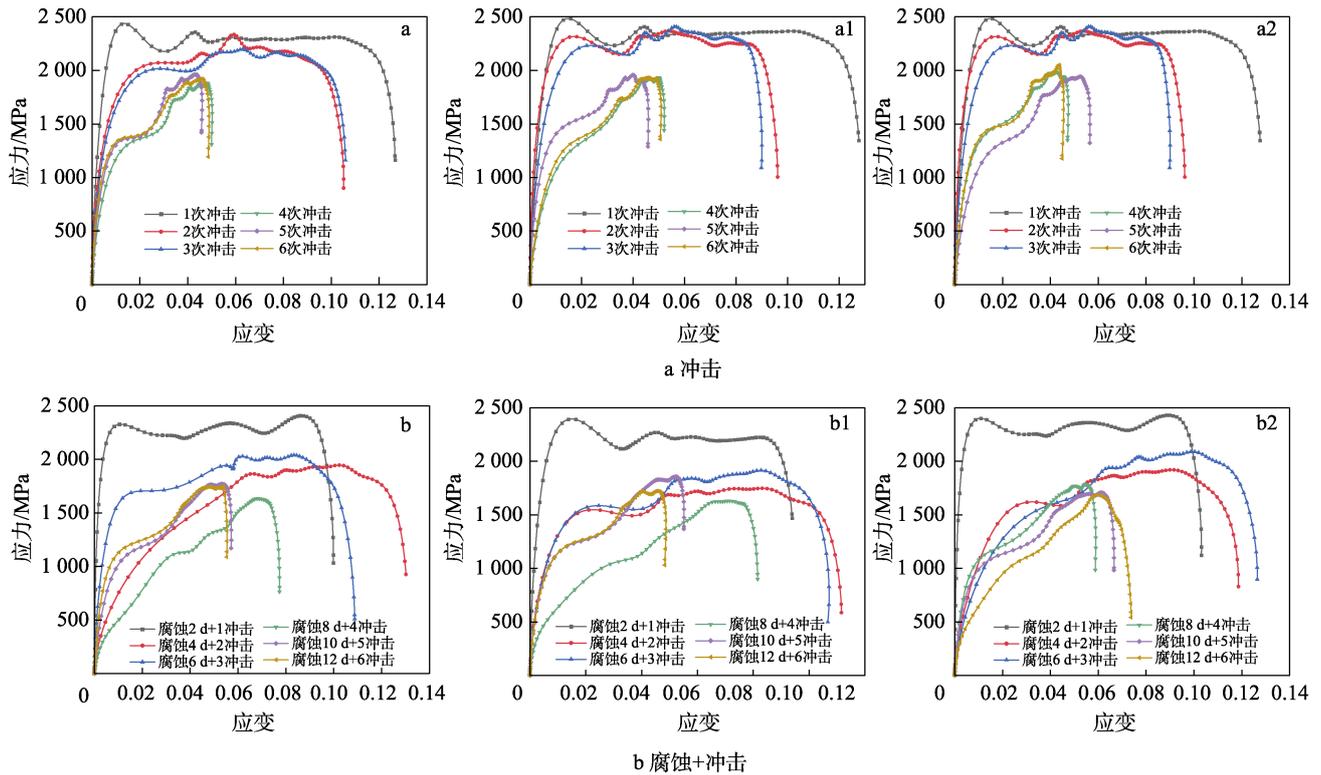


图 6 A100 钢应力-应变曲线
Fig.6 Stress strain diagram of A100 steel: a) impact; b) corrosion + impact

表 3 未腐蚀 A100 钢试件的强度
Tab.3 Strength of uncorroded A100 steel specimens

冲击次数	屈服强度 σ_s /MPa	极限强度 σ_b /MPa
1	2 178.8	2 307.1
2	2 059.7	2 307.1
3	2 028.0	2 396.3
4	1 442.5	1 977.4
5	1 254.3	1 940.3
6	1 446.3	2 049.5

表 4 腐蚀后 A100 钢试件的强度
Tab.4 Strength of A100 steel specimens after corrosion

腐蚀时间/d	冲击次数	屈服强度 σ_s /MPa	极限强度 σ_b /MPa
2	1	2 048.3	2 399.2
4	2	1 500.4	1 919.8
5	3	1 432.2	2 094.3
6	4	1 094.5	1 773.3
10	5	1 044.3	1 693.6
12	6	948.76	1 683.9

观察图 8b~b3 可知,腐蚀后的 A100 钢绿色区域增多,蓝色区域减少,晶粒取向从[111]向[101]方向移动;在冲击和腐蚀交替作用下,不同颜色取向的区域面积同样则趋向于均匀,如图 8c~c3 所示。

在初始、腐蚀、冲击和冲击腐蚀 4 种条件下的晶界取向图如图 9 所示,红色表示 1°~5°的小角度晶界,绿色表示 5°~15°的晶界,蓝色表示 15°以上的晶界。由图 9 可知,随着腐蚀与冲击载荷作用,红色代表的 1°~5°的小角度晶界和绿色 5°~15°的晶界逐渐减少。试验进行到第 6 周期后, A100 钢晶界取向分布多以 15°以上为主。相应的晶界取向统计如图 10 所示,可以看出,腐蚀作用导致晶界的溶解和畸变,小角度晶界明显减少,说明腐蚀作用更趋向于溶解或破坏这些小角度的晶界。在腐蚀作用下,一些无晶界的小坑或凹陷被观察到。这些小坑通常是由于腐蚀介质对晶界处的金属材料进行溶解或侵蚀而形成的。这些无晶界的小坑可能会导致晶界的不连续性和局部弱化,从而影响材料的力学性能和耐腐蚀性能。腐蚀作用还导致了晶界密度的减小,可能会进一步影响材料的强度和塑性,使其在腐蚀条件下表现出更为脆弱的特性。在冲击载荷的作用下,晶界密度明显增加,这可归因于冲击载荷引起晶界处的金属材料发生再结晶或位错密集区域的形成^[30]。此外,小角度晶界大量增加,这是由于冲击载荷作用导致晶界区域的局部强化。这种强化会使晶界的稳定性增加,抗腐蚀性能提升,从而导致晶界角度的减小。在腐蚀与冲击载荷的交替作用下,晶界取向和腐蚀作用下的取向极为相似,说明腐蚀对晶界的影响起主导作用,与图 9 的晶界取向分布图结果一致。

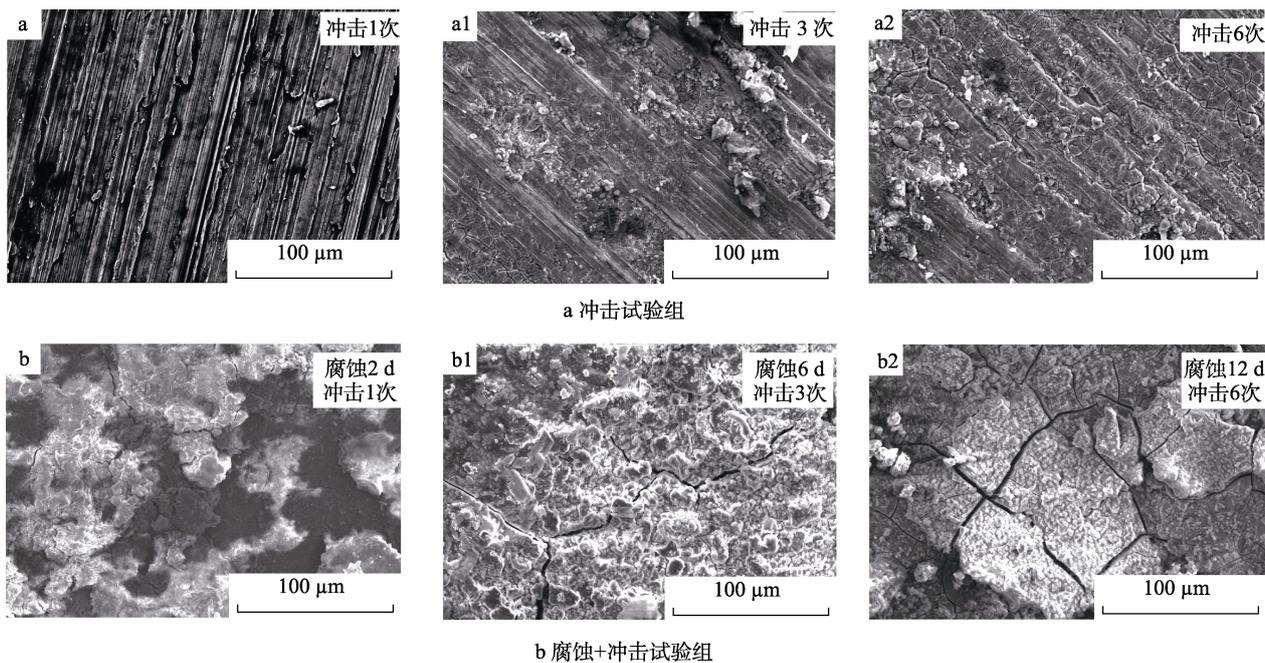


图 7 A100 钢表面 SEM 形貌

Fig.7 SEM scan of A100 steel surface: a) impact test group; b) corrosion + impact test group

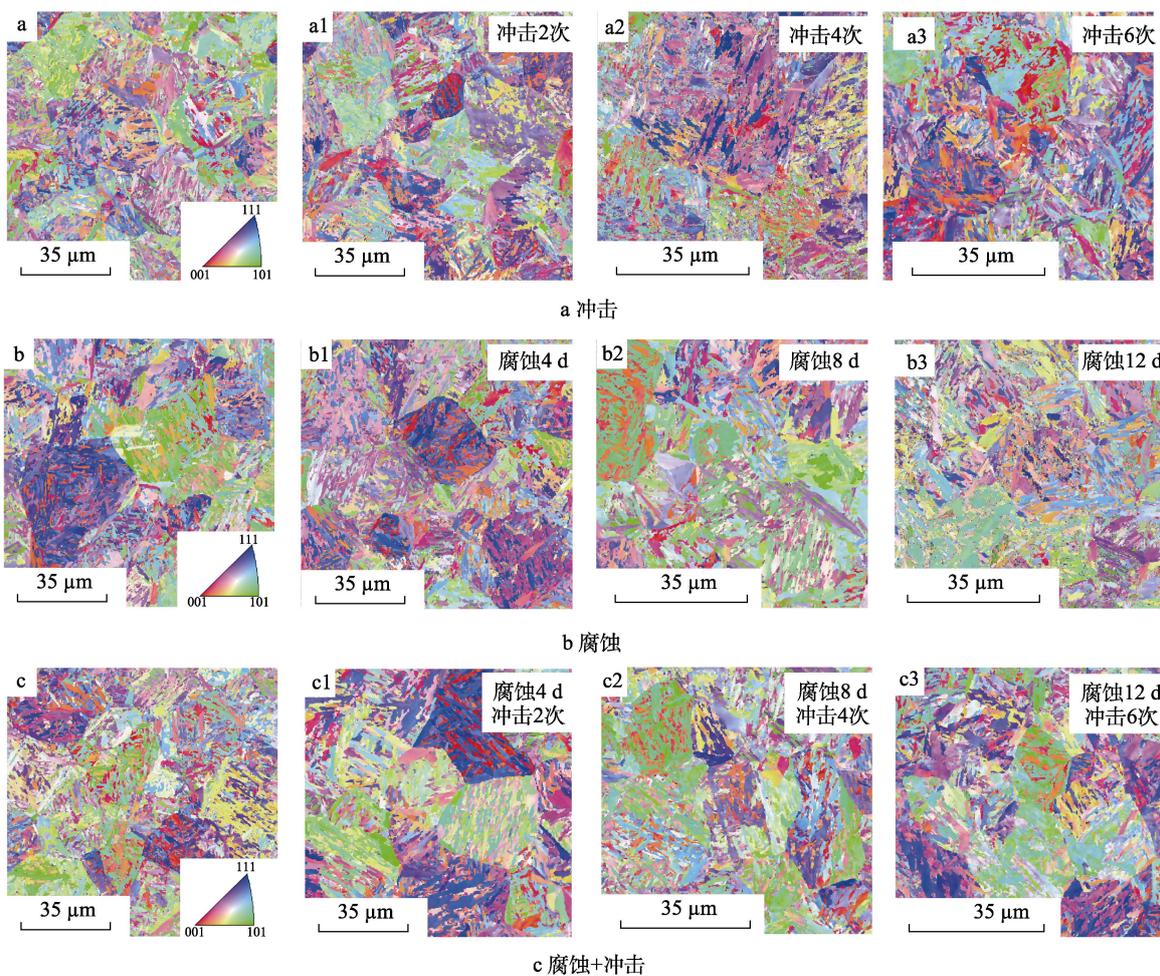


图 8 腐蚀/冲击条件下 A100 钢晶粒取向分布图

Fig.8 Grain orientation distribution of A100 steel under corrosion/impact conditions: a) impact; b) corrosion; c) corrosion + impact

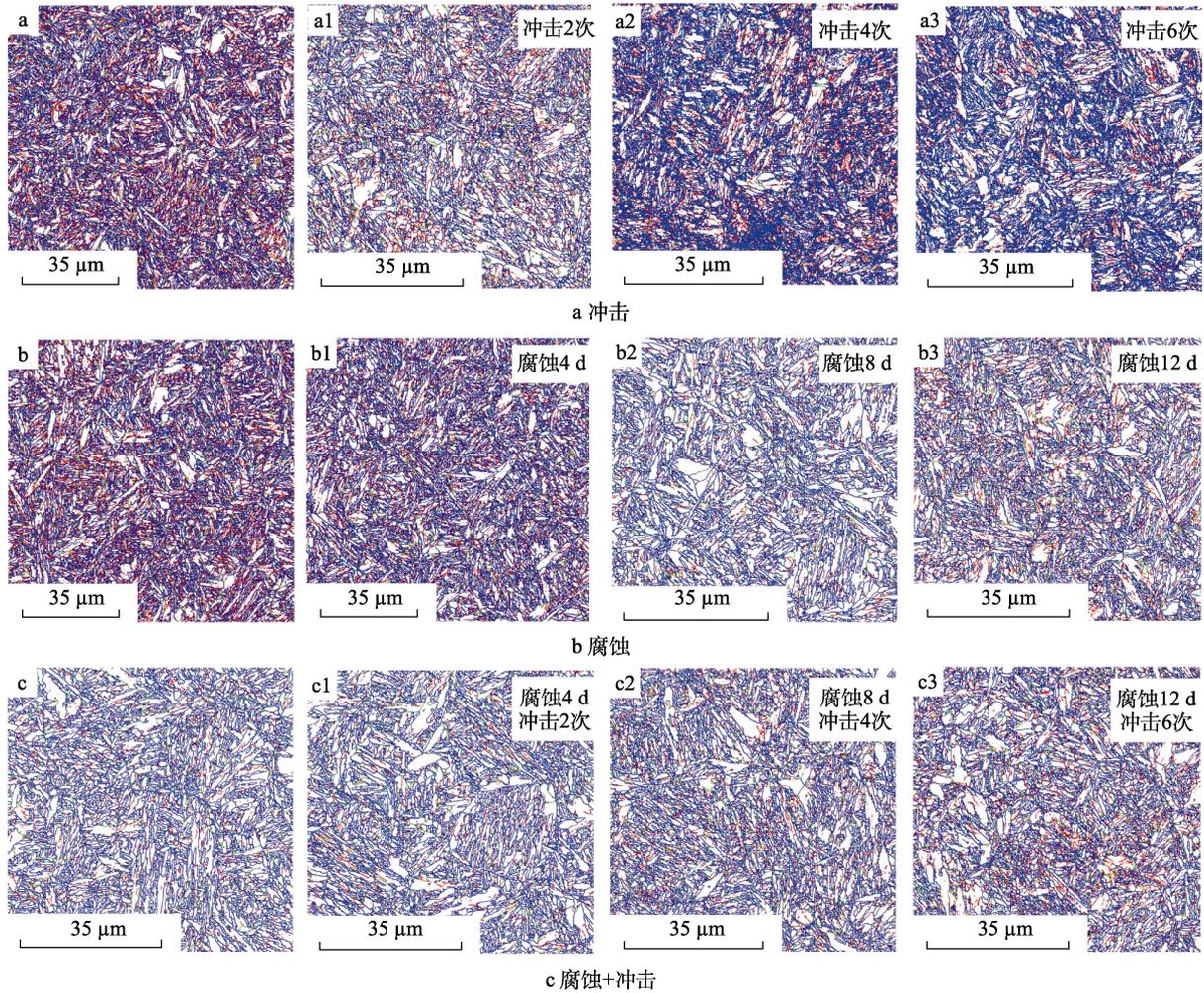


图 9 腐蚀/冲击条件下 A100 钢晶界取向分布图

Fig.9 Grain boundary orientation distribution diagram of A100 steel under corrosion/impact conditions: a) impact; b) corrosion; c) corrosion + impact

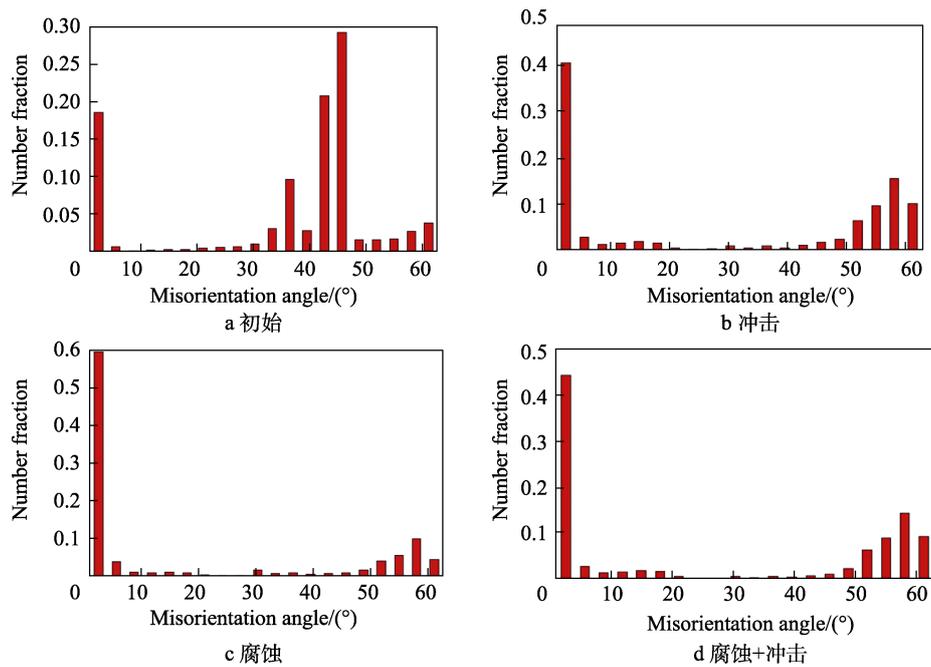


图 10 腐蚀/冲击条件下 A100 钢晶界取向统计

Fig.10 Statistical diagram of grain boundary orientation of A100 steel under corrosion/impact conditions: a) initial; b) impact; c) corrosion; d) corrosion + impact

3 结论

1) SO₂盐雾和冲击交替试验导致 A100 钢的强度明显下降, 在 12 d 腐蚀与 6 次高应变率冲击试验后, 其屈服强度和极限强度与只进行冲击试验组的强度进行对比, 分别下降 390.2 MPa 和 265.9 MPa, 平均应变率由 0.091 下降至 0.075。

2) 通过微观形貌分析, 在高应变率反复冲击作用下, A100 钢在试验初期的抗腐蚀性能有所提升。这是由于冲击所造成的塑性形变影响, 导致 A100 钢表面基体更加紧密, 在前 4 d 时腐蚀产物生成较少, 锈层厚度较薄。但随着冲击次数逐渐增加, 在 3 次冲击后, A100 钢试件达到塑性变形极限, 应变率大幅下降。此时结构发生破坏, 酸性腐蚀溶液渗透进基体表面, 腐蚀反应速度重新加快。

3) 通过 EBSD 分析可知, 腐蚀对晶界的影响起主导作用, 导致晶界的溶解和畸变。无晶界的小坑可能会导致晶界的不连续性和局部弱化, 从而影响材料的力学性能和耐腐蚀性能。在冲击载荷作用下, 晶界密度明显增加, 这可归因于冲击载荷引起的再结晶或位错密集区域的形成。冲击载荷在局部范围内导致晶界区域的强化, 使晶界的稳定性增加, A100 钢在腐蚀初期的抗腐蚀性能提升。

参考文献:

- [1] 毛勇建, 王珏, 陈颖, 等. 弹射起飞和拦阻着陆冲击试验方法探讨[J]. 装备环境工程, 2020, 17(4): 45-50.
MAO Y J, WANG J, CHEN Y, et al. Catapult Launch and Arrested Landing Shock Test Methods[J]. Equipment Environmental Engineering, 2020, 17(4): 45-50.
- [2] 徐丽, 陈跃良, 武书阁, 等. 舰载机舰面停放环境及腐蚀情况研究[J]. 飞机设计, 2016, 36(6): 54-57.
XU L, CHEN Y L, WU S G, et al. The Study about the Deck Park Environment of Carrier-Based Aircraft and Corrosive State[J]. Aircraft Design, 2016, 36(6): 54-57.
- [3] 陈跃良, 黄海亮, 卞贵学, 等. 多电极偶接对金属大气腐蚀影响的试验与仿真[J]. 航空学报, 2018, 39(6): 421751.
CHEN Y L, HUANG H L, BIAN G X, et al. Test and Simulation of Effects of Multi-Electrode Coupling on Atmospheric Corrosion of Metals[J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2018, 39(6): 421751.
- [4] 陶春虎, 刘昌奎. 舰载机的腐蚀失效及其预防[J]. 中国材料进展, 2014, 33(S1): 623-629.
TAO C H, LIU C K. Corrosion Failure and Prevention of Carrier-Based Aircraft[J]. Materials China, 2014, 33(S1): 623-629.
- [5] 谭晓明, 张丹峰, 战贵盼, 等. 海洋环境与疲劳载荷联合作用下喷丸超高强度钢损伤机制[J]. 航空学报, 2020, 41(8): 223631.
TAN X M, ZHANG D F, ZHAN G P, et al. Damage Mechanism of Shot Peened Ultra-High Strength Steel under Combined Action of Marine Environment and Fatigue Load[J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2020, 41(8): 223631.
- [6] 郑捷, 刘洋, 童明波. 腐蚀环境对飞机梁结构连接件疲劳寿命和裂纹扩展的影响[J]. 中国机械工程, 2019, 30(17): 2129-2134.
ZHENG J, LIU Y, TONG M B. Influences of Corrosion Environments on Fatigue Life and Crack Propagation of Aircraft Beam Structure Connectors[J]. China Mechanical Engineering, 2019, 30(17): 2129-2134.
- [7] 罗开玉, 邢月华, 柴卿锋, 等. 激光冲击强化对 2Cr13 不锈钢腐蚀疲劳性能的影响[J]. 吉林大学学报(工学版), 2019, 49(3): 850-858.
LUO K Y, XING Y H, CHAI Q F, et al. Effects of Laser Shock Peening on Corrosion Fatigue Behaviour of 2Cr13 Stainless Steel[J]. Journal of Jilin University (Engineering and Technology Edition), 2019, 49(3): 850-858.
- [8] SHENG J, XIA J W, MA R W. Experimental Study on the Coupling Effect of Sulfate Corrosion and Loading on the Mechanical Behavior of Steel and H-Section Beam[J]. Construction and Building Materials, 2018, 189: 711-718.
- [9] 张柱柱, 陈跃良, 姚念奎, 等. 冲击载荷作用下 38CrMoAl 渗氮钢损伤机理和耐腐蚀性能[J]. 航空学报, 2021, 42(5): 524215.
ZHANG Z Z, CHEN Y L, YAO N K, et al. Damage Mechanism and Corrosion Resistance of 38CrMoAl Nitrided Steel under Impact Load[J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2021, 42(5): 524215.
- [10] 陈跃良, 张柱柱, 张勇, 等. 冲击载荷下点蚀损伤对 30CrMnSiNi2A 钢应力集中影响的数值模拟研究[J]. 重庆理工大学学报(自然科学), 2020, 34(11): 69-78.
CHEN Y L, ZHANG Z Z, ZHANG Y, et al. Numerical Simulation Study on the Effect of Pitting Damage on Stress Concentration of 30CrMnSiNi2A Steel under Impact Load[J]. Journal of Chongqing University of Technology (Natural Science), 2020, 34(11): 69-78.
- [11] SUN Q, LIU X R, LIANG K. Impact Fatigue Life Prediction for Notched Specimen of Steel AerMet100 Subjected to High Strain Rate Loading[J]. International Journal of Applied Mechanics, 2018, 10(3): 1850030.
- [12] 李松梅, 吴凌飞, 刘建华, 等. 应力比和腐蚀环境对超高强度钢 AerMet100 疲劳裂纹扩展的影响[J]. 航空材料学报, 2014, 34(3): 74-80.
LI S M, WU L F, LIU J H, et al. Effect of Load Ratio and Corrosion on Fatigue Behavior of AerMet100 Ultrahigh Strength Steel[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2014, 34(3): 74-80.
- [13] BAUTISTA RUIZ J, APERADOR W, CABALLERO GÓMEZ J. Evaluation of Micro-Abrasion-Corrosion on SiO₂-TiO₂-ZrO₂ coatings Synthesized by the Sol-Gel Method[J]. Journal of Physics: Conference Series, 2016,

- 687: 012031.
- [14] CHENG W L, LIU Y H, ZHANG Y, et al. Tensile Properties and Corrosion Behavior of a Dilute Mg-0.5Sn-0.7Al-0.8Zn Alloy Applied for Biomaterials[J]. *Metals and Materials International*, 2021, 27(11): 4510-4516.
- [15] WRIGHT E E, KAUFMAN M J, WEBER G R. The Influence of Microstrain Evolution by Tensile Straining on Localized Corrosion of Al-Li Alloys 2099 and 2196[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2020, 51(2): 1012-1021.
- [16] 陈跃良, 王安东, 卞贵学, 等. 海洋环境下 G827/3234 复合材料老化机制及当量加速关系[J]. *复合材料学报*, 2018, 35(12): 3304-3312.
CHEN Y L, WANG A D, BIAN G X, et al. Aging Mechanism and Equivalent Acceleration Relationship of G827/3234 Composite in the Marine Environment[J]. *Acta Materialiae Compositae Sinica*, 2018, 35(12): 3304-3312.
- [17] 陈跃良, 卞贵学, 郁大照. 预腐蚀铝合金典型螺栓单搭接件疲劳寿命研究[J]. *工程力学*, 2012, 29(5): 251-256.
CHEN Y L, BIAN G X, YU D Z. Study on Fatigue Life of Pre-Corroded Aluminum Alloy Typical Single Bolted Lap Joints[J]. *Engineering Mechanics*, 2012, 29(5): 251-256.
- [18] CHEN Y L. Research on Fatigue Characteristic and Fracture Mechanics of Aluminum Alloy under Alternate Action of Corrosion and Fatigue[J]. *Journal of Mechanical Engineering*, 2012, 48(20): 70.
- [19] 陈跃良, 吴省均, 卞贵学, 等. 基于 Gerber 模型的 DFR 腐蚀折算系数及其试验测定[J]. *材料导报*, 2019, 33(16): 2793-2798.
CHEN Y L, WU X J, BIAN G X, et al. Theoretical and Experimental Determination of DFR-Corrosion-Influence-Factors Based on Gerber Model[J]. *Materials Reports*, 2019, 33(16): 2793-2798.
- [20] 张有宏, 吕国志, 李仲, 等. 铝合金结构腐蚀疲劳裂纹扩展与剩余强度研究[J]. *航空学报*, 2007, 28(2): 332-335.
ZHANG Y H, LU G Z, LI Z, et al. Investigation on Corrosion Fatigue Crack Growth and Residual Strength of Aluminum Alloy Structure[J]. *Acta Aeronautica et Astronautica Sinica*, 2007, 28(2): 332-335.
- [21] 高溥, 何东青, 郑韶先, 等. 碳基和氮化物基涂层的摩擦-腐蚀交互行为的原位研究[J]. *摩擦学学报*, 2015, 35(2): 138-146.
GAO P, HE D Q, ZHENG S X, et al. In-Situ Study of Tribocorrosion Behavior of Carbon-Based and Nitride-Based Coatings[J]. *Tribology*, 2015, 35(2): 138-146.
- [22] 李振鹏, 颜志斌, 吴璇, 等. 20CrMnTi 真空脉冲感应渗碳及耐磨性研究[J]. *贵州师范大学学报(自然科学版)*, 2019, 37(1): 20-25.
LI Z P, YAN Z B, WU X, et al. Study on 20CrMnTi Vacuum Pulse Induced Carburizing and Wear Resistance[J]. *Journal of Guizhou Normal University (Natural Sciences)*, 2019, 37(1): 20-25.
- [23] 朱金阳, 李明, 程丛高. 美海军舰载航空装备“盐雾-SO₂”试验方法发展历程及启示[J]. *装备环境工程*, 2017, 14(3): 33-38.
ZHU J Y, LI M, CHENG C G. Development and Enlightenment of “Salt Spray-SO₂” Test Method for Carrier-Based Aircraft of US Navy[J]. *Equipment Environmental Engineering*, 2017, 14(3): 33-38.
- [24] DHAKANE K. The Green Fix: Environmentally Friendly Corrosion Protection for Mass Produced Metal Fasteners[J]. *JOCCA Journal of the Oil*, 2011(2): 94.
- [25] SARTWELL B, ZIMMERMAN J, GRIBBLE J, et al. Validation of HVOF Thermal Spray Coatings as a Replacement for Hard Chrome Plating on Hydraulic/Pneumatic Actuators[R]. Final Report under Contract No N65236-02-D-3826, 2007.
- [26] SCHWARTZ A, BECK E. Corrosion Performance of AlumiPlate Coated Electrical Connectors with Trivalent Cr Post-Treatment[R]. Washington: Naval Air Systems Command, 2007.
- [27] 魏梓林, 卞贵学, 王安东, 等. 表面喷丸对 Aermet100 钢耐蚀性影响[J]. *装备环境工程*, 2023, 20(2): 73-81.
WEI Z L, BIAN G X, WANG A D, et al. Effect of Surface Shot Peening on Corrosion Resistance of Aermet100 Steel[J]. *Equipment Environmental Engineering*, 2023, 20(2): 73-81.
- [28] 渠基顺, 谷家扬, 韦琪, 等. 基于砰击载荷的 FPSO 结构非线性响应研究[J]. *江苏科技大学学报(自然科学版)*, 2022, 36(4): 1-5.
QU J S, GU J Y, WEI Q, et al. Research on Nonlinear Response of FPSO Structure Based on Slamming Load[J]. *Journal of Jiangsu University of Science and Technology (Natural Science Edition)*, 2022, 36(4): 1-5.
- [29] 李伟伟, 吴泽燕. Q355NH, Q355 钢的腐蚀及力学性能研究[J]. *山西建筑*, 2023, 49(24): 37-41.
LI W W, WU Z Y. Corrosion and Mechanical Property Deterioration of Q355NH and Q355 Steel[J]. *Shanxi Architecture*, 2023, 49(24): 37-41.
- [30] 张若楠, 韦朋余, 王珂, 等. 海水环境下船用高强度钢腐蚀疲劳损伤行为研究[J]. *材料导报*, 2024, 38(23): 182-187.
ZHANG R N, WEI P Y, WANG K, et al. Study on Corrosion Fatigue Damage Behavior of Marine High-Strength Steel in Seawater Environment[J]. *Materials Reports*, 2024, 38(23): 182-187.